

High strength nickel superalloy directional solidification casting - has discontinuous projection aligned horizontally with thickness more than that of coagulate particles, oriented along direction of coagulate particles

Patent Assignee: HITACHI LTD; HITACHI METALS LTD

Patent Family

Patent Number	Kind	Date	Application Number	Kind	Date	Week	Type
JP 11310839	A	19991109	JP 98134360	A	19980428	200011	B

Priority Applications (Number Kind Date): JP 98134360 A (19980428)

Patent Details

Patent	Kind	Language	Page	Main IPC	Filing Notes
JP 11310839	A		13	C22C-019/05	

Abstract:

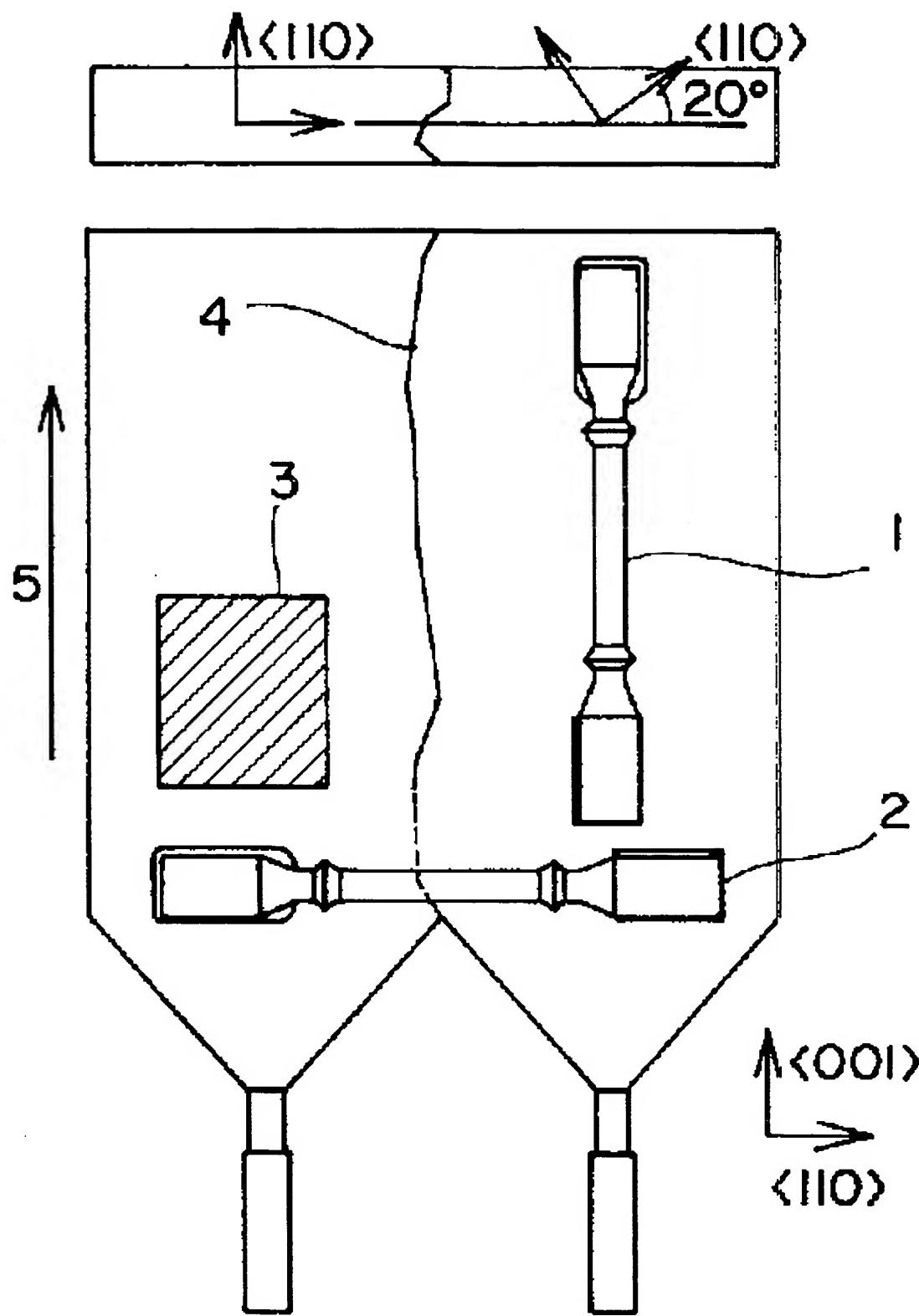
JP 11310839 A

NOVELTY - Discontinuous projection are oriented horizontally, along the direction of coagulate particles. The height of the projection is more than thickness of the coagulate particles. Carbon content is set 0.03-0.2 wt%. 1.0 to 10 volume% of carbide is also included.

USE - For manufacturing of large sized moving blades for turbines and stator blades.

ADVANTAGE - High strength Ni group superalloy castings with high resistance can be manufactured. Suppression of the formation of linearity grain boundary of the grain boundary at the time of casting and the growth of recrystallization at the time of solution treatment are effected due to the pinning effect of carbide. Adequate strength of grain boundary for practical use can be achieved by this method. Due to the growth of a recrystallization grain, the gas turbines and stator blade can be stored permissible defect dimension. The yield and dependability of the large sized moving blades for gas turbines and or a stator blade can be sharply improved by this method.

Dwg.1/5



Derwent World Patents Index
© 2005 Derwent Information Ltd. All rights reserved.
Dialog® File Number 351 Accession Number 12947426

(19) 日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平11-310839

(43) 公開日 平成11年(1999)11月9日

(51) Int.Cl.^{*}

C 22 C 19/05
B 22 D 27/04
F 01 D 5/28
F 02 C 7/00

識別記号

F I

C 22 C 19/05
B 22 D 27/04
F 01 D 5/28
F 02 C 7/00

C
F
C

審査請求 未請求 請求項の数 7 FD (全 13 頁)

(21) 出願番号

特願平10-134360

(22) 出願日

平成10年(1998)4月28日

(71) 出願人 000005108

株式会社日立製作所

東京都千代田区神田駿河台四丁目 6 番地

(71) 出願人 000005083

日立金属株式会社

東京都港区芝浦一丁目 2 番 1 号

(72) 発明者 玉置 英樹

茨城県日立市大みか町七丁目 1 番 1 号 株式会社日立製作所日立研究所内

(72) 発明者 吉成 明

茨城県日立市大みか町七丁目 1 番 1 号 株式会社日立製作所日立研究所内

(74) 代理人 弁理士 鵜沼 辰之

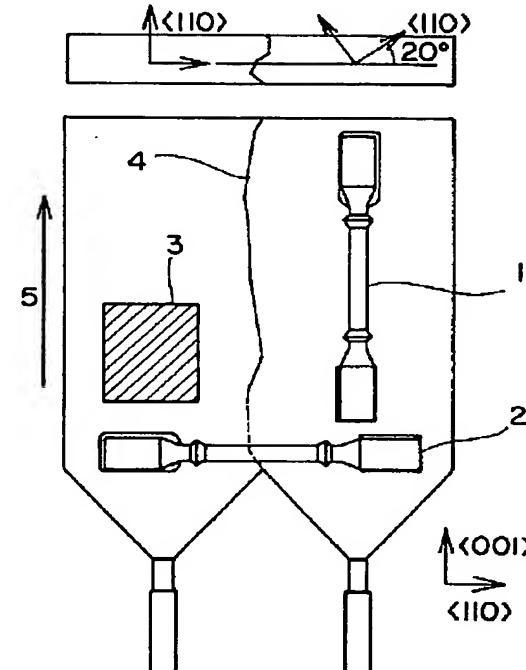
最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 高強度Ni基超合金方向性凝固鉄物

(57) 【要約】

【課題】 単結晶鋳造で生じた結晶粒界や溶体化熱処理時に生じた再結晶などの欠陥に対して抵抗性の高くて、大型タービン用動翼、静翼に好適な、高強度Ni基超合金方向性凝固鉄物を提供する。

【解決手段】 本発明は、種結晶法あるいはセレクタ法を用いた方向性凝固法により鋳造され、Cr、Al他を含むNi基超合金方向性凝固鉄物であって、重量%でC:0.03~0.20%を含み、炭化物を体積率で1.0%以上含むことを特徴とし、炭化物のピン止め効果により、鋳造時の結晶粒界の直線粒界化及び溶体化処理時の再結晶の成長を抑制するものである。



【特許請求の範囲】

【請求項1】 一凝固部と、該凝固部の凝固方向に対して横に広がって不連続の突出部を有し、該突出部の高さが前記凝固部の肉厚以上であり、重量%で、C:0.03~0.20%を含み、炭化物を体積率で1.0~10%含むことを特徴とする高強度Ni基超合金方向性凝固鉄物。

【請求項2】 一凝固部と、該凝固部の凝固方向に対して横に広がって不連続の突出部を有し、該突出部の高さが前記凝固部の肉厚以上であり、重量%で、C:0.03~0.20%、B:0.004~0.05%を含み、 γ' 相の溶体化率が95%未満で、炭化物、硼化物またはそれらの混合物を体積率で1.0%以上含むことを特徴とする高強度Ni基超合金方向性凝固鉄物。

【請求項3】 一凝固部と、該凝固部の凝固方向に対して横に広がって不連続の突出部を有し、該突出部の高さが前記凝固部の肉厚以上であり、重量%で、C:0.03~0.20%、B:0.004~0.05%を含み、溶体化熱処理後に残存する共晶組織の体積率が0.5~30%であり、炭化物、硼化物またはそれらの混合物を体積率で1.0%以上含むことを特徴とする高強度Ni基超合金方向性凝固鉄物。

【請求項4】 一凝固部と、該凝固部の凝固方向に対して横に広がって不連続の突出部を有し、該突出部の高さが前記凝固部の肉厚以上であり、重量%で、C:0.03~0.20%、B:0.004~0.05%を含み、溶体化熱処理後に残存する γ' 相が未固溶である領域の体積率が4~20%であり、炭化物、硼化物またはそれらの混合物を体積率で1.0%以上含むことを特徴とする高強度Ni基超合金方向性凝固鉄物。

【請求項5】 重量%で、Hf:0~2%、Zr:0~0.1%、Cr:2~25%、Al:2~7%、Mo:0~8%、W:0~16%、Re:0~16%、V:0~4%、Nb:0~8%、Ta:0~16%、Co:0~15%、Ti:0~7%と、Ru、Rh、Pd、Ir及びPtの1種または2種以上の合計量8%以下と、Sc、Y、La及びCeの1種または2種以上の合計量2%以下とを含むことを特徴とする請求項1~4のいずれかに記載の高強度Ni基超合金方向性凝固鉄物。

【請求項6】 請求項1~5のいずれかに記載の高強度Ni基超合金方向性凝固鉄物からなる発電用ガスタービン用の動翼。

【請求項7】 請求項1~5のいずれかに記載の高強度Ni基超合金方向性凝固鉄物からなる発電用ガスタービン用の静翼。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】 本発明は、ガスタービン等の高温機器の動翼、静翼等の高温部品に用いられる、新規な製造性に優れた高強度Ni基超合金方向性凝固鉄物に

関する。特に、大型で形状が複雑なため、種結晶法あるいはセレクタ法を用いた単結晶铸造中に結晶粒界が生成しやすく、また铸造時に生じた残留応力により溶体化熱処理時に再結晶が生じやすい発電用の大型の動翼、静翼において、これらの欠陥が生じにくく、またこれらの欠陥が発生した場合においても、これらの欠陥に対する抵抗性の高い、新規な製造性に優れた高強度Ni基超合金方向性凝固鉄物に関する。

【0002】

【従来の技術】 ガスタービンの燃焼ガス温度は、熱効率の向上を目的に年々上昇する傾向があり、ガスタービンの各高温部材には従来より高温強度の優れた材料が必要とされている。そのため、ガスタービンの高温部材中で最も苛酷な環境に曝される動翼用の材料は、Ni基超合金の普通铸造材から柱状晶材へと変遷し、さらに航空機用エンジンのガスタービンでは、より高温強度の優れた単結晶材が実用化されている。ここで、柱状晶材及び単結晶材は方向性凝固材の一種であり、どちらも一方向凝固法と呼ばれる方法で铸造される。柱状晶材では、米国特許第3,260,505号公報等に示される方法で結晶粒を一方向に細長く成長させ、主応力の作用方向に垂直な粒界を極力少なくすることで高温強度の向上が可能となる。また、単結晶材では、米国特許第3,494,709号公報あるいは3,915,761号公報等に示される方法により鉄物全体を一つの結晶とすることで実質的に粒界を無くし、より一層の高温強度の向上が可能となる。単結晶は主に、種結晶法あるいはセレクタ法と呼ばれる手法で铸造され、種結晶法の例は米国特許第3,915,761号公報の図3に、セレクタ法の例は米国特許第3,494,709号公報の図6に示されている。

【0003】 前述のとおり、航空機エンジン用のガスタービンでは、単結晶材が実用化されており、特開昭53-146223号公報、特開昭60-211031号公報、特開昭61-284545号公報等に示される合金が適用されている。これらの公報には、Ni基超合金の高温強度を向上させるため、溶体化熱処理温度はできるだけ高くすることが好ましいこと、そのためにはNi基超合金の融点を著しく低下させるC、B等の結晶粒界強化元素の含有量を不純物程度とするべきであることが記されている。Ni基超合金は、主にNi₃(Al,Ti,Nb,Ta)からなる γ' 相により析出強化されているが、Ni基超合金の高温強度を高くするために、析出強化相である γ' 相はできるだけ均一微細に析出している必要がある。しかし、铸造時には γ' 相は粗大に析出し、さらに、最終凝固部にはより粗大な共晶 γ' 相が晶出する。従って、溶体化熱処理で、これらの粗大な γ' 相を一旦 γ 相中に固溶させ、冷却時に均一微細に再析出させる必要がある。そのためには、溶体化熱処理温度をできるだけ高くし、铸造時に粗大に析出した γ' 相のうちのできるだけ多くを一旦 γ 相中に固溶させることが好ましい。上記公報に示される合金では、

合金の融点を低下させる結晶粒界強化元素を不純物程度にしか含まなくすることで、高温での溶体化熱処理を可能とし、鋳造時に析出した粗大な γ' 相と鋳造時に晶出した共晶 γ' 相のほぼ100%を均一微細な γ' 相とすることが可能である。

【0004】しかし、前述のように、これらの合金は結晶粒界強化元素を不純物程度にしか含まないため、単結晶鋳造中に結晶粒界が発生した場合、その部分の強度は著しく低い。例えば、900°Cを超える温度のクリープ試験では、結晶粒界が無い場合に破断時間が1000時間を超えるような条件でも、結晶粒界が存在すると、応力を負荷するのとほぼ同時に破断してしまうほどになる。従って、これらの合金を用いてガスタービン用の動翼あるいは静翼を製造する場合は、翼全体を完全な単結晶とする必要がある。

【0005】一方、発電用のガスタービンにおいても、効率の向上を目的とした燃焼ガス温度の向上に対応するため、動翼、静翼への単結晶材の適用が望まれている。しかし、単機出力で25MWを超えるクラスの発電用ガスタービンでは、特開昭51-34819号公報や特開平6-57359号公報等に示される合金からなる一方向凝固材や普通鋳造材が依然として主流である。これは、ガスタービンでは、その動翼及び静翼は、出力にほぼ比例して大型化するため、発電用の大型ガスタービンの動翼及び静翼は、全長で航空機用の約3~4倍となり、全体を完全な単結晶とするのが困難なためである。このような場合、一般に結晶粒界は凝固方向にほぼ沿って生成する。従って、以下、"凝固方向"と、"鋳造時に発生した粒界に平行方向"は同一の方向を示す言葉である。

【0006】また、上記の問題とともに、冷却性能の向上を目的とした、近年の翼形状の複雑化も、発電用ガスタービンに単結晶翼を適用する上での大きな問題点の一つとなっている。これは、翼形状の複雑化に伴い、鋳造時に鋳物が鋳型あるいは内部冷却孔を形成するための中子を鏽ぐるんで凝固する箇所が増大し、金属とセラミックスの熱膨張差により、この部分に発生する残留応力に起因して、再結晶が生じる問題である。再結晶は、溶体化熱処理時にこの残留応力を解放することで発生し、この再結晶粒の結晶粒界の強度も著しく低いため、単結晶翼を実用化する上での大きな問題点となっている。

【0007】上記の問題をふまえて、特開平5-59473号公報及び特開平5-59474号公報には、単結晶合金に少量のC及びごく少量のBを添加することで、隣接する結晶粒の方位差が約9°の結晶粒界の存在を許容できる合金が開示されている。これにより、鋳造時に発生する結晶粒界に対しては、若干の改善が見られているものの、溶体化熱処理時に発生する再結晶の防止に関しては、なんら対策がなされていない。また、これらの公報には、組成に対する知見は述べられているものの、鋳造後あるいは溶体化熱処理時に形成される組織を制御することの重

要性については、なんら述べられていない。

【0008】また、同様に特開平7-145703号公報及び特開平9-170402号公報には、大型発電用ガスタービン用に特開平5-59473号公報及び特開平5-59474号公報に示される合金よりもさらに鋳造時に発生する結晶粒界の強度を重視した鋳物の製造方法が開示されている。さらに、特開平9-272933号公報には、特開平7-145703号公報及び特開平9-170402号公報に示される製造方法より、単結晶での強度と結晶粒界が存在した場合の強度を高度にバランスさせた合金を得るための方法が開示されている。しかし、これらの公報においても、溶体化熱処理は、より高い温度で実施することが好ましいことが示されているのみで、再結晶防止に関する具体的な記述は見られない。また、これらの公報にも、鋳造後、あるいは溶体化熱処理時に形成される組織を制御することの重要性については、なんら述べられていない。

【0009】鋳造時に生成する結晶粒界の存在を十分に許容できる合金としては、特開平2-153037号公報あるいは特開平3-97822号公報等に一方向凝固用合金が示されている。これらの合金は、種結晶やセレクタを用いず、米国特許第3,260,505号公報等に示される一方向凝固法で鋳造される鋳物を主に対象にしている。しかし、これらの合金は、B、Hf等の融点降下元素を多量に含んでいるため、溶体化熱処理温度を高くすることができず、強度が低いという欠点がある。

【0010】一方、再結晶の防止方法に関しては、特開平10-46303号公報に、体積率で1~4%の共晶組織を残留させることで、再結晶の成長を抑制する方法が開示されている。

【0011】

【発明が解決しようとする課題】前述のとおり、Ni基超合金の高温強度を向上させるためには、より高い温度で溶体化熱処理を実施し、できるだけ多くの粗大な γ' 相及び共晶 γ' 相を均一微細化させることが望ましい。しかし、そのためには結晶粒界強化元素を取り除く必要があり、その結果、単結晶鋳造時に粒界が発生した場合、その強度は実用に耐えられないレベルとなってしまう。従って、この考え方によって製造される単結晶翼は、鋳造の歩留まりが低く、特に大型の発電用ガスタービンの動翼あるいは静翼への適用は難しい。

【0012】一方、少量のCとごく少量のBを添加し、溶体化熱処理温度を低下させることなく、鋳造時に発生する結晶粒界の強度を向上させる方法では、溶体化熱処理中に、結晶粒界からBが結晶粒内に拡散してしまう現象、及び、結晶粒界が移動して強度的抵抗の小さい直線粒界化してしまう現象により、結晶粒界の強度は必ずしも十分では無い。また、再結晶に対する抵抗性も小さい。

【0013】さらに、結晶粒界の強度をより高くするために、特にB、Hfの添加量を増加させると、合金の融

点が低下し、溶体化熱処理温度を低くする必要性が生じ、凝固方向の強度を十分高くすることが難しくなる。

【0014】本発明の目的は、優れた高温強度を有し、かつ鋳造時に発生する粒界及び溶体化熱処理時に発生する再結晶粒界の両方に対する高い抵抗性を持つ、製造性に優れた高強度Ni基超合金方向性凝固鉄物を提供することにある。

【0015】

【課題を解決するための手段】本発明は、一凝固部と、この凝固部の凝固方向に対して横に広がる不連続の突出部とから構成され、この突出部の高さが凝固部の肉厚以上(好ましくは1.5~2倍)である、高強度Ni基超合金方向性凝固鉄物である。

【0016】本発明は、従来知られているいくつかの単結晶合金に対して、C、B、Hf及びZr等の結晶粒界強化元素を添加し、さらに様々な鋳造凝固条件及び溶体化熱処理条件を検討した結果得られたものである。つまり、Cを0.03~0.20%添加し、炭化物を体積率で1.0%以上析出させると、この炭化物のピン止め効果により、鋳造時に生成した結晶粒界の直線粒界化及び、溶体化熱処理時に発生した再結晶粒の成長が抑制されることを明らかにした結果である。この場合、Cは合金の初期溶融温度をほとんど低下させないため、 γ' 相の溶体化率をほぼ100%とすることが可能であり、単結晶としての強度も高く維持できる利点がある。炭化物は、再結晶を抑制するためには、40000平方μmの領域に少なくとも一つ存在するように析出させる必要がある。また、種結晶法あるいはセレクタ法を用いて方向性凝固中に結晶粒界が発生した場合、この粒界が、粒界に対して垂直方向の982°C~21kgf/mm²の条件のクリープ破断時間が30時間以上の強度を有するようになると、結晶粒界に沿って200μmに少なくとも一つの割合で炭化物を析出させる必要がある。このような条件は、炭化物の含有量と共に、適切な鋳造条件の選択による組織制御によって達成される。

【0017】上記の効果を得るために、Cは0.03%以上必要であるが、過度のCの添加は、過剰な炭化物を生成し、炭化物が疲労亀裂の起点となることで疲労強度の低下につながるため、C添加量は0.20%以下とすることが好ましい。

【0018】さらに、Bを0.004~0.05%添加し、溶体化熱処理温度を若干低くすることで、共晶組織を残存させ、さらに場合によっては、未固溶の γ' 相を含む領域を若干残すことで、溶体化熱処理時の再結晶粒の成長及び鋳造時に生じた結晶粒界からのBの拡散消失及び粒界の直線粒界化をより完全に防ぐことが可能になる。これは、共晶組織、未固溶の γ' 相を含む領域、硼化物、炭化物と硼化物の混合物も、炭化物と同様に結晶粒界の移動に対するピン止め効果が期待できるためである。さらに、Bは鋳造時に発生する粒界に偏析して、粒

界の強度を高める効果がある。この粒界に偏析したBは、溶体化熱処理中に、結晶粒界から粒内に拡散消失する現象を示すが、共晶組織及び未固溶の γ' 相を含む領域は、このBの拡散速度を著しく低下させ、Bの結晶粒界からの消失を抑え、結晶粒界の強度を維持する効果がある。Bを添加した場合にも、再結晶を抑制するためには、溶体化熱処理時において、40000平方μmの領域に、共晶組織、炭化物、硼化物、炭化物と硼化物の混合物、あるいは γ' 相が未固溶である領域のいずれかが、少なくとも一つ以上存在する必要がある。

【0019】また、種結晶法あるいはセレクタ法を用いて方向性凝固中に結晶粒界が発生した場合、この粒界が、粒界に対して垂直方向の982°C~21kgf/mm²の条件のクリープ破断時間が30時間以上の強度を有するようになると、結晶粒界に沿って、溶体化熱処理時に、200μmに少なくとも一つの割合で共晶組織、炭化物、硼化物、炭化物と硼化物の混合物、あるいは γ' 相が未固溶である領域の何れかが存在する必要がある。なお、上記の粒界は任意の角度の方位差がある場合であり、方位差が20°以内の場合は、破断時間が100時間以上となる。このような条件は、適切な鋳造条件、及び、適切な溶体化熱処理条件の選択による組織制御によって達成される。通常、この適切な鋳造条件とは、一方向凝固の鋳型引き出し速度で200~400mm/h、溶体化熱処理条件は、熱処理温度で1200~1305°Cの範囲である。

【0020】上記の効果を得るために、Bを最低でも0.004%以上添加する必要がある。しかし、BはNi基超合金の融点を著しく低下させる元素であるため、過度に添加すると、高温強度向上に有効な溶体化熱処理温度を著しく低く抑える必要性が生じる。従って、凝固方向の1040°C~14kgf/mm²の条件のクリープ破断時間を400時間以上とするためには、Bの添加量を0.05%以下とする必要がある。BはCと複合添加されることが望ましいが、炭化物を除いた、共晶組織、未固溶の γ' 相を含む領域及び硼化物のみで、再結晶粒の成長の抑制及び鋳造時に生成した粒界の直線粒界化がピン止め可能な場合は、単独添加とすることも可能である。

【0021】上記の粒界の移動に関するピン止め効果は、炭化物、硼化物またはそれらの混合物が体積率で1.0%以上析出していて、かつ γ' 相の溶体化率が95%未満の場合、溶体化熱処理後においても共晶組織が体積率で0.5%以上残存している場合、あるいは、溶体化熱処理後においても γ' 相が未固溶である領域が体積率で4%以上残存している場合に特に効果が高い。 γ' 相の溶体化率が95%を超えると、炭化物、硼化物またはそれらの混合物が体積率で1.0%析出しているのみでは十分なピン止め効果が得られない場合がある。溶体化熱処理後に残存する共晶組織の体積率が増大する

と、共晶組織が疲労亀裂の起点となり疲労強度が低下するため、溶体化熱処理後に残存する共晶組織の体積率は30%以下とする必要がある。また、溶体化熱処理後に残存する γ' 相が未固溶である領域の体積率が増えると、それに従って、クリープ強度が低下する。そのため、凝固方向の1040°C-14 kgf/mm²の条件のクリープ破断時間を400時間以上とするためには、溶体化熱処理後に残存する γ' 相が未固溶である領域の体積率を20%以下とする必要がある。

【0022】Bは、種結晶法あるいはセレクタ法を用いた方向性凝固時に発生する粒界の強度を重視する場合には必須の添加元素である。Bを添加することで、通常は3°程度までしか許容できない隣接する結晶粒間の方位差も、20°程度まで許容可能になる。しかし、前述のように、Bは溶体化熱処理中に結晶粒界から拡散消失してしまい、さらに、結晶粒界そのものが溶体化熱処理中に移動してしまう。従って、粒界の十分なピン止め及び未固溶 γ' 相を残存させることによるBの拡散の抑制によって、はじめて、鋳造時に生成する結晶粒界の強度向上に及ぼすBの効果が発揮される。このことは、種結晶あるいはセレクタを用いて鋳造された方向性凝固鋳物中に、鋳造時に発生した粒界の強度は、単に組成のみではなく、鋳造条件及び溶体化熱処理温度を制御することによって得られる組織に大きく依存していることを示している。従って、凝固条件及び溶体化熱処理条件と鋳物のミクロ組織の関係を明らかにすることが重要なポイントとなる。

【0023】なお、 γ' 相が未固溶な部分とは、溶体化熱処理の開始から冷却が始まる時点までの間に、 γ' 相が γ 相中に固溶しなかった部分で、鋳造後に偏析が存在するため、偏析の拡散に従ってその領域は小さくなる。また、同様に共晶組織も溶体化熱処理中に、偏析の解消により小さくなる傾向にある。

【0024】C及びB以外の結晶粒界強化元素である、Hf及びZrは、共晶組織の形状を複雑化し、共晶組織による結晶粒界のピン止め効果を増大させる効果がある。しかし、これらの元素も、合金の融点を著しく低下させることから、添加量を各々Hfは2%以下、Zrは0.1%以下とすることが望ましい。

【0025】その他、安定な γ' 相を形成し、十分な高温強度を得るためにA1は2~7%の範囲で添加される必要がある。また、必要最小限の耐食性を得るためにCrは最低でも2%添加される必要がある。さらに、十分な高温強度を得るために、母相である γ 相を主に強化する元素として、Cr、Mo、W、Re、析出強化相である γ' 相を強化する元素として、V、Nb、Ta、Tiを添加することが望ましい。これらの元素の割合は、 γ 相と γ' 相の格子定数ミスマッチ、相安定性等を考慮して決定される。特に相安定性を考慮すれば、各々の元素は、Cr:25%以下、Mo:8%以下、W:16%以

下、Re:16%以下、V:4%以下、Nb:8%以下、Ta:16%以下、Ti:7%以下に限定される。また、Coは主に700°C以下の延性向上を目的に最大15%程度添加される。またRu、Rh、Pd、Ir、Pt等の元素には耐食性向上の効果が期待できるが、これらの元素は非常に高価であるため、工業的見地からは、これらの元素の添加量の総和は8%以下に制限されることが望ましい。Sc、Y、La、Ce等の元素は、酸化皮膜の密着性を向上させ、Ni基超合金の耐酸化性の改善に寄与する。しかし、これらの元素はNi基超合金の融点を著しく低下させるため、これらの元素の総和は2%以下に制限されることが望ましい。

【0026】本発明における再結晶粒の成長領域は表面に形成され、その深さが300μm以下、表面で直径約1000μm以下が好ましく、より深さが200μm以下、表面で直径400μm以下となるようにするのが好ましい。また、本発明における動翼及び静翼における翼部とプラットフォームまたはサイドウォールとの連結部分での肉厚が3mm以下、好ましくは0.5~3mm、より好ましくは1.0~2.0mmであり、連結部分での曲率半径は5mm以下が好ましく、より好ましくは0.5~3mmであり、更に翼部長さは40mm以上、より好ましくは70mm以上、上限は200mm以下で、好ましくは150mm以下である。

【0027】通常のNi基超合金は上記の添加元素に加えて、ベースであるNi及び不可避の不純物から形成される。不可避不純物としては、Si≤0.05%、Mn≤0.5%、P≤0.005%、S≤0.003%、Mg≤0.02%、Ca≤0.02%、Fe≤0.2%、Cu≤0.2%程度が含有される。これらは、マスターインゴットの溶解時、及び一方向凝固鋳造時にプロセス上不可避に混入し、最終製品である鋳物中に存在するものである。従って、工業的には、これらの不純物を含んだ上で特性変化を考慮して、特性を評価する必要がある。さらに、ガス不純物として、一般に、[N]:15ppm未満、[O]:15ppm未満が含有される。

【0028】なお、本発明は、種結晶法あるいはセレクタ法を用いて方向性凝固されたNi基超合金方向性凝固鋳物に関する、これらの鋳物に鋳造中に発生する結晶粒界あるいは溶体化熱処理中に発生する再結晶粒界に対する抵抗性向上を目的としたものであり、結晶粒界強化元素の添加量、及び、鋳造条件や溶体化熱処理条件の制御により形成される組織に大きく依存する。従って、結晶粒界強化元素以外の元素については、Ni基超合金としての特性を大きく逸脱しない範囲で添加されている限りにおいては、特にその添加量に限定されるものではない。

【0029】以上に述べた合金は、種結晶あるいはセレクタを用いた方向性凝固法により鋳造されたNi基超合金方向性凝固鋳物に好適であり、以上に述べたプロセス

に従って製造された方向性凝固鉄物は、再結晶粒界及び鉄造時に生成する粒界に対する抵抗性の高い、極めて製造性に優れた高強度Ni基超合金方向性凝固鉄物である。本発明は、特に、鉄物全体を単結晶とすることを意図して鉄造しながら、鉄造中に結晶粒界が生成しやすい製品、あるいは溶体化熱処理中に再結晶が生成しやすい製品に対して好適である。このような製品としては、具体的には、発電用大型ガスタービンの動翼あるいは静翼がある。本発明により、従来は不良品とされていた、結晶粒界の存在する単結晶翼、あるいは再結晶の発生した単結晶翼を十分使用可能なものとすることができる。つまり、本発明により、鉄造時に発生した結晶粒界は、実用に耐えるに十分な強度を有しており、また溶体化熱処理時に発生した再結晶粒は、許容欠陥寸法内あるいはごく表面を研削仕上げするのみで除去できる程度までしか成長しないためである。これにより、単結晶翼の大幅な歩留まり向上が図れるのみでなく、非破壊的な検査が不可能である内面の結晶粒界及び再結晶に関する危険性を大幅に低減することが可能となり、単結晶翼の大幅な信頼性向上が達成される。

【0030】本発明に係るNi基超合金は、重量で、

合金名	合金組成 (wt %)											
	Cr	Co	W	Re	Mo	Ta	Nb	Al	Ti	Hf	C	B
4	6.5	9.0	6.0	3.0	0.6	6.5	—	5.6	1.0	0.1	—	—
C41	6.5	9.0	6.0	3.0	0.6	6.5	—	5.6	1.0	0.1	0.03	—
C42	6.5	9.0	6.0	3.0	0.6	6.5	—	5.6	1.0	0.1	0.05	—
C43	6.5	9.0	6.0	3.0	0.6	6.5	—	5.6	1.0	0.1	0.07	—
C44	6.5	9.0	6.0	3.0	0.6	6.5	—	5.6	1.0	0.1	0.10	—
C45	6.5	9.0	6.0	3.0	0.6	6.5	—	5.6	1.0	0.1	0.15	—
C46	6.5	9.0	6.0	3.0	0.6	6.5	—	5.6	1.0	0.1	0.20	—
C47	6.5	9.0	6.0	3.0	0.6	6.5	—	5.6	1.0	0.1	0.25	—
C48	6.4	8.9	5.9	3.0	0.6	7.5	—	5.5	1.0	0.1	0.07	—

【0034】

【表2】

合金名	最高溶体化 熱処理温度 (°C)	評価結果			
		溶体化率 (%)	炭化物面積率 (%)	再結晶深さ (μm)	凝固方向クリープ 破断時間 (h)
4	1321	100	0	貫通	725
C41	1321	100	1.0	150	692
C42	1321	100	1.5	130	588
C43	1321	100	1.9	50	520
C44	1321	100	2.3	50	487
C45	1321	100	3.3	50	450
C46	1321	100	5.4	45	438
C47	1321	100	7.0	45	387
C48	1321	100	1.7	50	711

【0035】合金No.C41～47は、合金No.4のマスターインゴットに、一方凝固炉中で各々表1に示す量のC(0.03%～0.25%の7レベル)を添加した後、種結晶法で同様の単結晶平板を铸造した。一方凝

固铸造条件は、铸造加熱温度1540°C、铸造引出し速度300mm/hとした。これらの铸造物の完全に单結晶になった部分から、20mm×20mm×10mmの試料を切り出し、この試料の20mm×20mmの一面にマイクロビッ

カース硬度計で荷重300gの条件で圧痕をつけた。圧痕の大きさは対角で約40μmであった。その後、全ての試料に最高温度1321°Cで2時間加熱後空冷の溶体化熱処理を施した。これらの試料について、王水+過酸化水素水でマクロエッティング後、再結晶の有無を確認した。その結果、全ての試料に再結晶の発生が認められたため、再結晶部分の断面を切断して再結晶深さを測定した。

【0036】その結果を表2に示す。この結果から、Cを全く含まない合金No.4では、再結晶組織が試料裏面まで貫通していたのに対して、Cを含む試料では、炭化物により再結晶の成長がピン止めされているのが確認された。炭化物の量が多いほど、再結晶の成長深さは浅かった。上記鉄物の別の単結晶部分について、1080°Cで4時間加熱後、空冷、871°Cで20時間加熱後、空冷の2段の時効処理を施し、この試料について、凝固方向のクリープ破断強度を、温度1040°C、応力14kgf/mm²の条件で評価した。結果を表2に示す。この結果から、Cは再結晶の成長を抑制する効果があるが、一方で、Cの添加量が増加するに従ってクリープ破断強度が低下することが明らかになった。このことから、最適なCの添加量は0.03~0.20%程度と考えられる。また、この結果から、再結晶深さを200μm以下とするためには炭化物の面積率を1.0%以上とする必要があることがわかる。

【0037】合金No.C48では、合金No.4のマスターインゴットに、一方向凝固炉中でCと共にTaを添加

することにより、Ta含有量を、他の合金No.C41~47よりも1%だけ多くした。その結果、再結晶の成長を抑え、かつクリープ破断強度にも優れた合金が得られた。

【0038】上記の全ての合金において、部分溶融無しに最高温度1321°Cでの溶体化熱処理が可能であった。

【0039】【実施例2】表3および表4に、C及びBが再結晶、凝固方向及び凝固方向に垂直方向のクリープ破断強度に及ぼす影響を検討した結果を示す。合金No.4及びC43は実施例1で用いた合金と同じである。合金No.B41~B44は、実施例1の合金No.C41~47と同様に、合金No.4のマスターインゴットに一方向凝固炉中で各々表3に示す量のC(0.07%の1レベル)及びB(0.004~0.051の4レベル)を添加した。なお、ここでは、図1に示す、二つの種を用いる特殊な種結晶法で100mm×15mm×130mmの平板を、(5)で示す凝固方向に鋸造した。二つの種は成長方向が共に<001>方位であり、一つの結晶は平板長手方向が<110>方位に、別の結晶は平板長手方向が<110>方位から<100>方位側に20°ずれるようになっている。従って、平板中央部には隣接する結晶粒の方位差が20°の粒界(4)が存在することになる。一方向凝固鋸造条件は、鋸型加熱温度1540°C、鋸型引出速度300mm/hとした。

【0040】

【表3】

合金名	合金組成 (wt %)											
	C r	C o	W	R e	M o	T a	N b	A l	T i	H f	C	B
4	6.5	8.0	6.0	3.0	0.6	6.5	—	5.6	1.0	0.1	—	—
C43	6.5	9.0	6.0	3.0	0.6	6.5	—	5.6	1.0	0.1	0.07	—
B41	6.5	9.0	6.0	3.0	0.6	6.5	—	5.6	1.0	0.1	0.07	0.004
B42HT1	6.5	9.0	6.0	3.0	0.6	6.5	—	5.6	1.0	0.1	0.07	0.010
B42HT2	6.5	9.0	6.0	3.0	0.6	6.5	—	5.6	1.0	0.1	0.07	0.010
B42HT3	6.5	9.0	6.0	3.0	0.6	6.5	—	5.6	1.0	0.1	0.07	0.010
B43	6.5	9.0	6.0	3.0	0.6	6.5	—	5.6	1.0	0.1	0.07	0.030
B44	6.5	9.0	6.0	3.0	0.6	6.5	—	5.6	1.0	0.1	0.07	0.051
B45	6.4	8.9	5.9	3.0	0.6	7.5	—	5.5	1.0	0.25	0.07	0.020

【0041】

【表4】

合金名	最高溶体化 熱処理温度 (°C)	評価結果					
		溶体化率 (%)	共晶残存 (%)	炭化物面積率 (%)	再結晶深さ (μm)	凝固方向クリープ 破断時間(h)	垂直方向クリープ 破断時間(h)
4	1321	100	0	0	貫通	725	0.1
C43	1321	100	0	1.9	50	520	10.3
B41	1320	100	0	2.0	50	567	105.5
B42HT1	1310	100	0	2.0	45	488	110.8
B42HT2	1295	97	0.5	2.0	45	450	115.0
B42HT3	1270	83	0.8	2.0	40	437	120.5
B43	1265	67	1.2	2.2	40	411	140.5
B44	1265	63	1.8	2.4	40	315	103.3
B45	1280	77	1.8	1.8	40	625	132.2

【0042】表3、表4中で、合金No. B42HT1～3は、同時に鋳造した試料について、溶体化熱処理温度のみを1310℃、1295℃、1270℃に変えたものである。これらの鋳物の完全に単結晶になった部分から、20mm×20mm×10mmの試料(3)を切り出し、この試料の20mm×20mmの一面にマイクロビックアース硬度計で荷重300gの条件で圧痕をつけた。圧痕の大きさは対角で約40μmであった。その後、全ての試料に表4に示す最高温度で、溶体化熱処理を施した。最高温度に加熱後は空冷とした。これらの試料について、王水十過酸化水素水の腐食液でマクロエッティング後、再結晶の有無を確認した。その結果、全ての試料に再結晶の発生が認められたため、再結晶部分の断面を切断して再結晶深さを測定した。

【0043】その結果を表4に示す。この結果から、Cを全く含まない合金No. 4では、再結晶組織が試料裏面まで貫通していたのに対して、C及びBを含む試料では、炭化物、炭化物と硼化物の混合物、共晶組織あるいはγ'相が未固溶である領域によって、再結晶の成長がピン止めされているのが確認された。上記鋳物の別の部分について、1080℃で4時間加熱後、空冷、871℃で20時間加熱後、空冷の2段の時効処理を施し、この試料のクリープ破断強度を評価した。凝固方向に採取した試料(1)のクリープ強度は、温度1040℃、応力14kgf/mm²の条件で、垂直方向の強度は、試料中央部に結晶粒界が存在するように採取した試料(2)で、温度982℃、応力21kgf/mm²の条件で評価した。結果を表4に示す。全ての合金において、鋳造後は、粒界はデンドライト組織の間を縫うような形で曲線状に存在する。しかし、Cを全く含まない合金No. 4では、溶体化熱処理により粒界が直線化し、粒界に対して応力が垂直に作用する垂直方向のクリープ破断強度は、荷重負荷とほぼ同時に破断する程度まで低下した。一方、Cを0.07%含む合金No. C43では、炭化物により粒界の直線化が阻止され、垂直方向の破断時間は10.3時間であった。さらに、Bを含有することで粒界の強度は向上して、垂直方向の破断時間は100時間以上となり、かつ溶体化率の低い試料ほど、垂直方向の強度が高いという傾向を示した。

【0044】この結果は、Bが鋳造時に発生する結晶粒界の強度に直接寄与していること、溶体化率が低いほど粒界移動のピン止め効果が高いことを表しているものと考えられる。溶体化率が低いほど粒界移動に対するピン

止め効果が高いのは、溶体化率が低いほど、共晶組織あるいはγ'相が未固溶である領域が多いためである。十分なピン止めが無く、鋳造時の位置から移動してしまった粒界は、その直線的な形状に加えて、移動後はBを含有していないため、粒界の強度が大幅に低いものと考えられる。また、二次イオン質量分析法による測定結果から、鋳造時の位置にとどまっている粒界においても、溶体化熱処理時に周囲のγ'相がγ相中に完全に固溶した粒界には、Bがほとんど存在していないことが明らかになつた。従つて、鋳造時に形成される粒界の周囲に存在する、溶体化熱処理中にγ'相がγ相中に完全に固溶しない領域は、粒界からのBの拡散消失の抑制という役割も果たしているものと考えられる。従つて、適切な溶体化熱処理条件を選択し、鋳造中に発生した結晶粒界の周囲に、溶体化熱処理中にγ'相がγ相中に完全に固溶しない領域を残すこと、鋳造中に発生する粒界の強度低下が抑制できると考えられる。このことは、粒界の強度に対しては、単にCやBの添加量ではなく、組織制御が重要であることを示している。

【0045】垂直方向の強度、つまり鋳造中に発生した粒界の強度は、B添加量の増加及び溶体化率の低下に従つて向上した。しかし、反対に、凝固方向の強度は、B添加量の増加及び溶体化率の低下に従つて低下した。従つて、凝固方向の強度と、垂直方向の強度のバランスを考慮すれば、適切なBの添加量は0.004～0.05%程度の範囲と考えられる。

【0046】合金No. B45は、合金No. B41～44と同様の鋳造方法で、かつ、C及びBに加えてTa及びHfを一方向凝固炉中で添加することにより、Ta及びHfの含有量を合金No. B41～44より1%及び0.15%だけ多くしたものである。この結果、凝固方向と垂直方向のクリープ強度のバランスの優れた合金が得られた。

【0047】以上に示した、C、B、Hf等の結晶粒界強化元素の添加量の制御及び、凝固条件、溶体化熱処理条件の検討による組織制御によって、凝固方向の強度、垂直方向の強度（鋳造時に発生した粒界の強度）の両方に優れ、かつ再結晶に対する高い抵抗性をもつ合金を得るための方法は、表5に示すような、従来知られている大型単結晶製品に適さないと考えられる合金の改良に適用することが可能である。

【0048】

【表5】

合金名	合金組成 (wt %)											
	Cr	Co	W	Re	Mo	Ta	Nb	A1	Ti	Hf	C	B
S1	10.0	5.0	4.0	—	—	12.0	—	5.0	1.5	—	—	—
S2	12.8	9.0	3.8	—	1.9	4.0	—	3.6	4.0	—	—	—
S3	9.0	8.0	6.0	—	2.0	4.0	0.5	3.7	4.2	—	0.05	0.004
S4	8.0	5.0	8.0	—	0.6	6.0	—	5.6	1.0	—	—	—
S5	8.0	5.0	8.0	—	0.6	6.0	—	5.6	1.0	0.1	—	—
S6	12.5	7.0	5.0	—	0.5	5.0	0.1	3.6	4.2	0.04	—	—
S7	14.9	7.0	5.0	—	0.4	5.0	0.1	3.4	4.2	0.04	—	—
S8	16.0	—	—	—	3.0	3.5	—	3.5	3.5	—	—	—
S9	6.4	1.0	7.3	—	4.3	7.3	—	5.1	—	0.1	—	—
S10	10.0	4.5	6.0	0.1	0.7	5.4	—	5.4	2.0	—	—	—
S11	8.7	—	7.0	0.8	1.3	6.3	—	5.4	1.2	—	—	—
S12	8.5	—	7.0	0.8	1.3	8.0	—	5.3	1.2	—	—	—
S13	7.4	0.9	8.2	1.5	0.8	8.1	1.8	5.0	—	0.1	—	—
S14	7.5	1.0	7.2	1.4	0.8	8.8	1.7	5.0	—	0.1	—	—
S15	5.0	10.0	6.0	3.0	2.0	9.0	—	5.6	—	0.1	—	—
S16	7.0	7.5	5.0	3.0	1.5	6.5	—	6.2	—	0.15	0.05	0.004
S17	2.0	3.0	5.0	6.0	0.4	8.0	0.1	5.7	0.2	0.03	—	—
S18	4.2	12.5	6.0	5.4	1.4	7.2	—	5.75	—	0.15	0.05	0.004

【0049】 [実施例3] 表6に示す合金で、図2に示す25MW級ガスタービン用動翼、及び、図3に示す25MW級ガスタービン用静翼を鋳造した。動翼、静翼共にセレクタ方式による一方向凝固による単結晶翼を形

成した。

【0050】

【表6】

合金組成 (wt %)												
Cr	Co	W	Re	Mo	Ta	Nb	A1	Ti	Hf	C	B	
7.2	1.1	8.8	1.4	0.9	8.8	0.9	5.1	—	0.24	0.07	0.020	

【0051】図2に示すガスタービン用動翼は、翼部23、プラットフォーム24、シャンク26、ターピングディスクへの植込み部となるダブルティール27、及び燃焼ガスの流出を防ぐシールフィン25によって構成され、ダブルティール27から翼部23にわたって冷却用の空気又は水蒸気を流す冷却孔が設けられている。翼部23は空洞になっていて、横に張り出したプラットフォーム24との連結部の肉厚が約3mmであり、図2で紙面側が凹部で、その反対側が凸状になっている。その凸側の翼部23から凝固が進行して、プラットフォーム24は翼部23の凝固方向に対して曲率半径0.5～5mmで不連続的に約80～90°急激に横に広がっており、その高さは約5mmとなっている。このような構造をもつ部材を溶体化処理すると、凸側の翼部に再結晶粒界が生じるので、再結晶による強度低下を防ぐために、前述のようにCおよびBの少なくとも一方を含有する必要がある。なお、翼部23の長さは70mmである。

【0052】この動翼では、単結晶の翼部23から横に広がるプラットフォーム24側（図中（22）に示す線より最終凝固部側）に、互いに隣接する結晶粒間の方位差が20°以内の結晶粒界が鋳造中に発生した。この動翼から、応力方向が前記結晶粒界に対して垂直方向になるような試験片を採取して、クリープ破断強度を評価した。条件は温度982°C、応力21kgf/mm²とした。こ

の試料の結晶粒間の方位差は10°であり、破断時間は205.8時間であった。一方、同じ動翼の単結晶部分から、応力負荷方向が同一になるよう採取した試験片のクリープ破断強度を評価したところ、破断時間は273.5時間であった。このことから、鋳造中に結晶粒界が発生した場合においても、単結晶としての強度に近い、十分実用に耐えうる強度を有していることがわかる。図4に、結晶粒界近傍のミクロ組織を示す。粒界(41)は、共晶組織(42)、炭化物(44)、溶体化熱処理時にγ'相がγ相中に固溶しなかった部分によって、十分ピン止めされていることがわかる。この効果により、本動翼は、鋳造時に発生した結晶粒界が十分な強度を有しているものと考えられる。なお、この動翼の鋳造条件は、鋳型加熱温度1580°C、鋳型引下げ速度350mm/hとした。溶体化熱処理条件は、最高加熱温度1280°Cで4時間加熱後空冷、時効条件は、1080°Cで4時間加熱後空冷、及び、871°Cで20時間加熱後空冷の2段時効とした。

【0053】また、図3に示すガスタービン用静翼は、翼部33に対して両側にサイドウォール34、35が設けられ、サイドウォール34から翼部33を経てサイドウォール35へと凝固するものである。31は凝固方向を示すものである。本実施例においても、翼部33は紙面に対して凸状になっているが、その裏側は凹状になっ

ており、本実施例においては凸状になっている側の翼部33とサイドウォール35との連結部が溶体化処理によって再結晶粒界が形成され易いので、前述のC及びBの少なくとも一方の含有が必要である。本実施例における翼部33のサイドウォール間の長さが70mmであり、翼部33は空洞になっており、36及び37が空洞になつておらず、冷却用空気又は水蒸気が流入し、翼部33の凸側及び凹側のリーディングエッジ部とトレイリングエッジ部側に空気が排出される多数の細かい孔が設けられている。水蒸気冷却の場合は、静翼は水蒸気が外部へ排出されない構造となっている。翼部の肉厚は約3mmで、その凸側の凝固からサイドウォール34と35で横に広がっており、その高さは最も低い所で約5mmである。静翼においても、翼部33とサイドウォール34、35との付根部分は、翼部33の凸部及び凹部ともに動翼と同様に曲率を有し、ほぼ90°の角度で不連続的に凝固方向に対して横に広がった形である。

【0054】この静翼では、翼部33の端部で、単結晶の翼部33から横に広がるサイドウォール35に移行する直前の部位に、(32)に示す部分に再結晶が発生した。しかし、図5に示すように、再結晶粒(51)の成長前面(52)は、共晶組織(53)及び溶体化熱処理中に γ' 相が γ 相中に未固溶であった部分(54)によりピン止めされ、成長が抑制されていることがわかる。再結晶粒の成長は、深さ方向に約150μm、長さ約650μm成長したところで停止している。この深さは、静翼のこの部分の許容欠陥寸法内に収まっている。この再結晶粒は使用にあたって許容可能なレベルである。なお、この静翼の鋳造条件及び熱処理条件は動翼と同一とした。

【0055】以上のように、結晶粒界強化元素量の適切な選択、及び、粒界の移動に対してピン止め効果を得られるように組織制御することで、鋳造時に結晶粒界が発生してもその粒界は十分実用に耐えうる強度を有し、再結晶粒の成長を許容欠陥寸法内に収められるよう、大型ガスタービン用動翼及び静翼の製造が可能となる。

【0056】

【発明の効果】本発明により、鋳造時に結晶粒界が発生してもその粒界は十分実用に耐えうる強度を有し、再結晶粒の成長を許容欠陥寸法内に収められるよう、大型ガスタービン用動翼及び静翼の製造が可能となる。従つて、本発明により、大型ガスタービン用動翼及び静翼の

歩留まり及び信頼性が大幅に向かう。

【図面の簡単な説明】

【図1】本発明の実施例2の方向性凝固鋳物からの試料採取位置を示す図。

【図2】本発明によって製造された25MW級ガスタービン用動翼を示す図。

【図3】本発明によって製造された25MW級ガスタービン用静翼を示す図。

【図4】本発明によって製造された25MW級ガスタービン用動翼の結晶粒界近傍のミクロ組織を示す金属組織の写真。

【図5】本発明に従って製造された25MW級ガスタービン用静翼の再結晶粒近傍のミクロ組織を示す金属組織の写真。

【符号の説明】

1 凝固方向評価用試料

2 垂直方向評価用試料

3 再結晶評価用試料採取位置

4 粒界

23 翼部(動翼)

24 プラットフォーム

25 シールフイン

26 シャンク

27 ダブルテイル

33 翼部(静翼)

34, 35 サイドウォール

41 粒界

42 共晶組織

43 溶体化熱処理時に γ' 相が完全に γ 相中に固溶した領域

44 炭化物

45 溶体化熱処理時に γ' 相が完全に γ 相中に固溶しなかった領域

46 凝固方向

51 再結晶粒

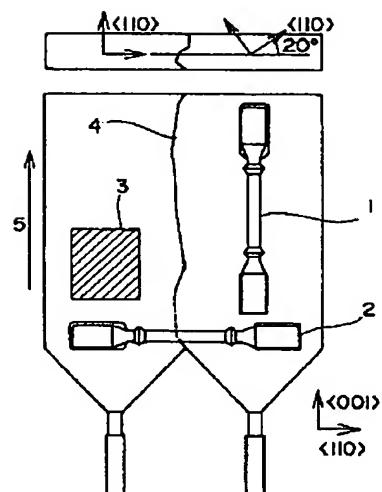
52 再結晶成長前面

53 共晶組織

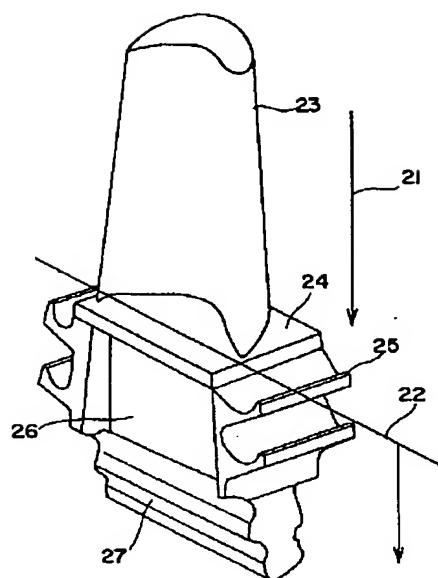
54 溶体化熱処理時に γ' 相が完全に γ 相中に固溶しなかった領域

55 溶体化熱処理時に γ' 相が完全に γ 相中に固溶した領域

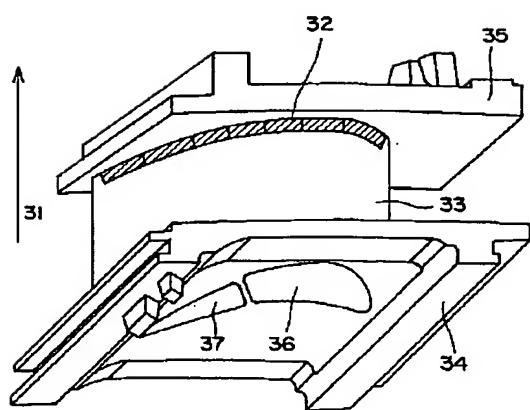
【図1】



【図2】

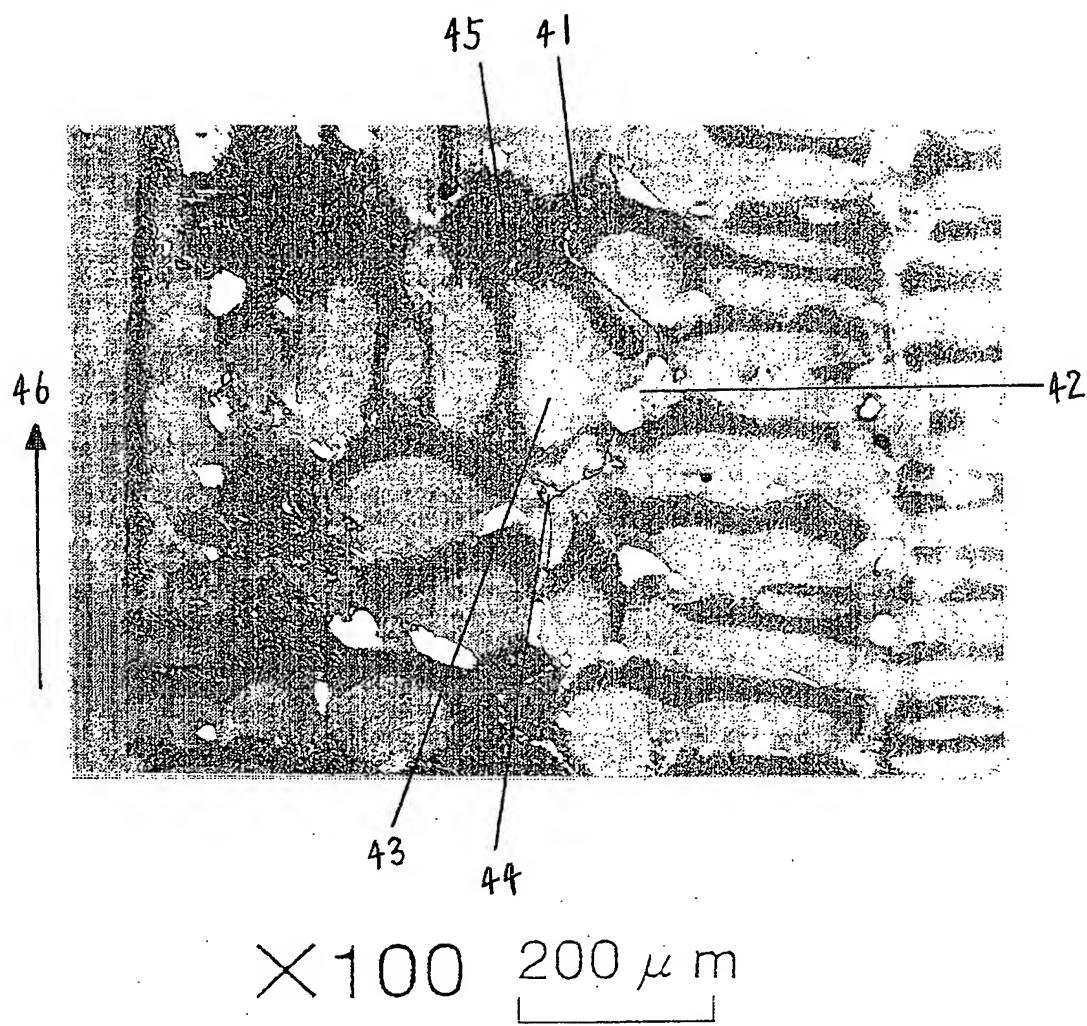


【図3】



【図4】

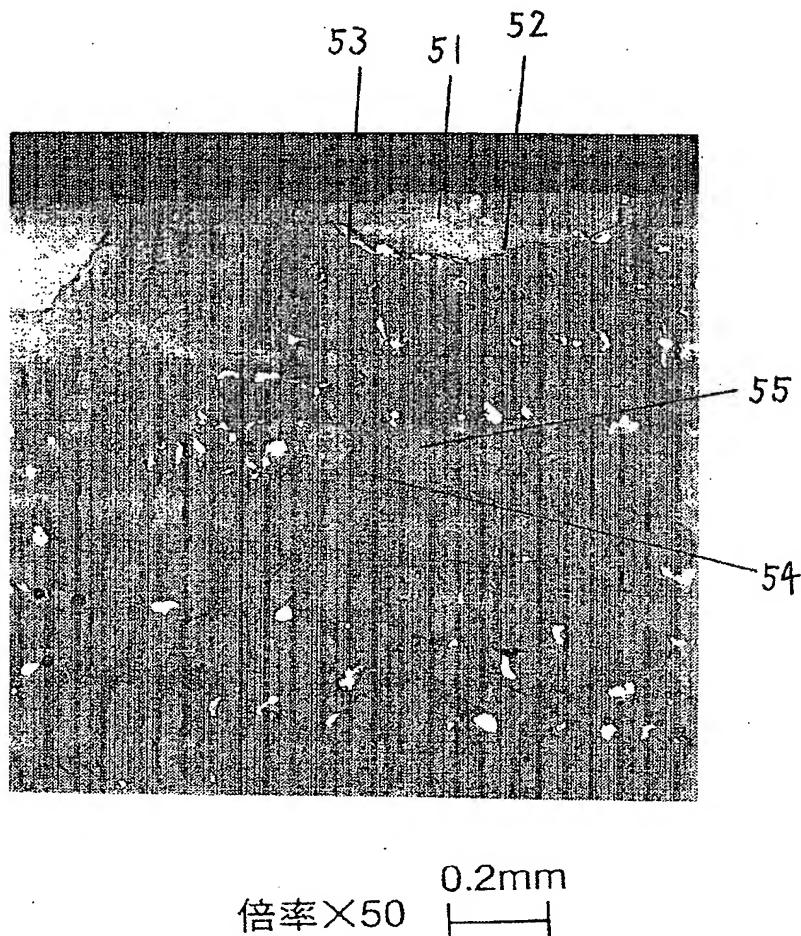
図面代用写真



BEST AVAILABLE COPY

【図5】

図面代用写真



フロントページの続き

(72)発明者 岡山 昭
茨城県日立市大みか町七丁目1番1号 株
式会社日立製作所日立研究所内

(72)発明者 中村 重義
茨城県日立市大みか町七丁目1番1号 株
式会社日立製作所日立研究所内

(72)発明者 影山 景弘
島根県安来市安来町2107番地の2 日立金
属株式会社冶金研究所内

(72)発明者 大野 丈博
島根県安来市安来町2107番地の2 日立金
属株式会社冶金研究所内

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 11-310839
 (43)Date of publication of application : 09.11.1999

(51)Int.CI. C22C 19/05
 B22D 27/04
 F01D 5/28
 F02C 7/00

(21)Application number : 10-134360	(71)Applicant : HITACHI LTD HITACHI METALS LTD
(22)Date of filing : 28.04.1998	(72)Inventor : TAMAOKI HIDEKI YOSHINARI AKIRA OKAYAMA AKIRA NAKAMURA SHIGEYOSHI KAGEYAMA KAGEHIRO ONO TAKEHIRO

(54) GRAIN-ORIENTED SOLIDIFICATION CASTING OF HIGH STRENGTH NICKEL-BASE SUPERALLOY

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To improve high temperature strength and to give high resistibility to both of the grain boundary generating at the time of casting and the recrystallization grain boundary generating at the time of solution heat treatment by forming a discontinuous projecting part extending transversely to a solidification direction of a solidifying part and specifying a carbon content and a volumetric rate of precipitated carbide.

SOLUTION: A discontinuous projecting part extending transversely to a solidification direction of a solidifying part of a casting is formed at \geq a thickness of the solidifying part, preferably 1.5–2 times of the thickness. This casting contains, by weight, 0.03–0.20% C and 0.004–0.05% B. A volumetric rate of a region in which γ' phase remains after solution heat treatment is around 4–20%, and carbide, boride or a mixture of these of \geq 10 volume % are contained in the volumetric rate. Further in the casting, by weight, 0–2% Hf, 0–0.1% Zr, 2–25% Cr, 2–7% Al, 0–8% Mo, 0–16% W, 0–16% Re, 0–4% V, 0–8% Nb, 0–15% Co, etc., are contained.

LEGAL STATUS

[Date of request for examination] 22.10.2004

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's